热加工对 Z3CN20-09M 双相不锈钢组织及热老化冲击断裂行为的影响

张 海　李时磊　刘 刚　王艳丽

(北京科技大学新金属材料国家重点实验室 北京 100083)

摘 要 铸态 Z3CN20-09M 双相不锈钢经 1200 ℃热锻后，采用 400 ℃热老化 100、1000、3000 h 处理。利用 SEM 和 EBSD 分析了铸态及锻态 Z3CN20-09M 双相不锈钢的显微组织和热老化 1000、3000 h 的冲击断口，采用纳米力学探针和冲击试验机测试了铸态及锻态 Z3CN20-09M 双相不锈钢热老化 0、100、1000、3000 h 微区力学性能和冲击性能。研究表明，经热加工后铁素体晶粒的取向呈现无序态，奥氏体晶粒由粗大的柱状晶经再结晶后变成细小的等轴晶。随热老化时间延长，铸态和锻态材料的冲击功都呈现下降趋势。热老化 1000 h，铸态和锻态材料均呈现微孔聚集型断裂，断口出现大量韧窝花样。热老化 3000 h，铸态和锻态材料均呈现韧窝/解理混合型断裂特征，铁素体发生脆性解理断裂，奥氏体以撕裂或微孔聚集型断裂。铁素体区域内取向不相同导致锻态材料冲击断口解理特征明显少于铸态材料。

关键词 双相不锈钢，热加工，热老化，断裂，晶粒取向

中图分类号 TG172.71　　**文章编号** 0412-1961(2017)00-0000-00

Effects of Hot Working on the Mircostructure and Thermal Aging Bahaviors of Z3CN20-09M Duplex Stainless Steel

ZHANG Hai, LI Shilei, LIU Gang, WANG Yanli

State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China

Correspondent: WANG Yanli, professor, Tel: (010)62334423, Email: wangyl@ustb.edu.cn

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.51601013) and State Key Lab for Advanced Metals and Materials (No.2015-ZD09)

Manuscript received 2016-07-20，in revised form 2017-01-03

ABSTRACT Duplex stainless steels are widely used in nuclear industry for their excellent mechanical behavior, good weldability and superior ressistance to corrosion, the fracture toughness of which will be deteriorated with aging time, as they are exposed to a certain temperature (204~538 ℃). In the present work, hot forging will be employed to induce the change of ferrite grain orientation and refinement of austenite grains; it is expected to improve the impact toughness after long-term thermal aging. The microstructure and impact surface morphology of Z3CN20-09M duplex stainless steel were investigated by using SEM and EBSD. the micro-mechanical properties and impact properties of Z3CN20-09M duplex stainless steel at different thermal aging time were tested by a nano-indenter and an instrumented impact tester. The results show that the crystal orientation of ferrite

资助项目 国家自然科学基金项目 No.51601013 和新金属材料国家重点实验室开放基金项目 No.2015-ZD09

收稿日期 2016-07-20 **定稿日期** 2017-01-03

作者简介 张 海，男，1991 年生，硕士生

通讯作者 王艳丽，wangyl@ ustb.edu.cn，从事核电站关键金属材料的研究

DOI 10.11900/0412.1961.2016.00321

changes obviously and the austenite is changed from the original coarse columnar grains to the fine equiaxed grains after hot working. The impact toughness of cast materials and forged materials decrease greatly with aging time. The charpy impact energy of both aged and unaged forged-materials is higher than that of cast material. Cast material and forged material exhibit microvoid coalescence fracture in the early of thermal aging; after 3000 h thermal aging, the impact fracture features changes from ductile dimples to brittle cleavages in ferrites and tearings or dimples in austenites. However, cleavage features in forged material was significantly less than those in cast material due to the difference in ferrite crystal orientation.

KEY WORDS duplex stainless steels, hot working, thermal aging, fracture, grain orientation

双相不锈钢具有优良的综合力学性能(足够的强度、高的塑性和韧性、抗疲劳性能)、焊接性能和耐腐蚀性能，被广泛应用于核工业[1~3]，如核电站的阀体、主冷却剂管道和核电海水循环泵的叶轮[4]。双相不锈钢部件在一定温度下(204~538 ℃)长期服役[5]，断裂韧性会随着时间的延长而下降，这种现象称为热老化，热老化会严重威胁部件的结构完整性，进而给设备安全运行带来潜在风险，因此关于双相不锈钢热老化的研究是非常有意义的。

对长期热老化处理后的双相不锈钢研究发现：随热老化时间延长，材料的 Charpy 冲击功下降[6,7]，屈服强度变化不大，抗拉强度小幅度增加，塑性下降[7,8]，铁素体相硬度增加，而奥氏体硬度变化不大[9,10]。据文献[6~8,9~12]报道，出现上述现象的主要原因是热老化后铁素体内部发生了调幅分解生成了富 Fe 的 α 相和富 Cr 的 α′ 相，并析出了 G 相，而奥氏体相几乎没有变化。目前国内外对双相不锈钢的热老化机制的研究较成熟，后期研究工作主要针对如何消除或者缓解此类热老化。

前期研究[13]发现，Z3CN20-09M 双相不锈钢组织凝固模式为铁素体奥氏体型，即铁素体先从液相中析出，随后从液相析出的奥氏体将铁素体包在其中。铁素体枝晶和奥氏体柱状晶粒粗大，奥氏体晶粒内的铁素体晶粒取向相同，导致材料经长期热老化后，Charpy 冲击功迅速下降，冲击断口形貌中铁素体解理特征的比例远高于铁素体在材料中的体积分数[14]。基于前期的研究工作，本工作引入热锻工艺，通过热锻既可以将取向相同的铁素体晶粒变为无序晶粒取向，也可以把奥氏体粗大的柱状晶变为细小的等轴晶，使得两相组织得到优化，从而提高热老化双相不锈钢原始和热老化后的冲击性能，并结合断口形貌观察以及电子背散射衍射 (EBSD) 结果分析铁素体晶粒取向对双相不锈钢冲击断裂行为的影响。

1 实验方法

实验材料为 Z3CN20-09M 双相不锈钢，其化学成分(质量分数，%)为：C 0.021，S 0.002，Si 1.04，Mn 0.86，P 0.021，Cr 20.4，Ni 9.72，Mo 0.13，Cu 0.18，Co 0.09，N 0.04，Fe余量。原始工艺为静态铸造。热加工工艺为自由锻，每个应变方向变形量约为 20%；变形后采用水淬冷却方式；随后进行固溶处理，固

溶处理的温度为1050 ℃，保温时间为 1 h，冷却方式为水冷；在 400 ℃下对材料进行热老化处理，热老化时间分别为 100、1000 和3000 h。

分别从原始铸态、热锻未固溶态、固溶态样品切取 10 mm×10 mm×3 mm 方块，研磨抛光后采用10%(体积分数)$HClO_4$ 酒精溶液进行电解抛光，电解抛光电压为 30 V，电流保持在 1.0 A 左右，电解时间为 15 s，随后使用 SUPRA 55 型扫描电镜(SEM)进行 EBSD 测试，采用 Image-Pro Plus 6.0 软件统计铸态材料和热锻+固溶 1 h材料中铁素体的含量。分别从热老化 0、100、1000 和 3000 h 样品切取 10 mm×10 mm×3 mm 方块，经研磨抛光后经氯化铁盐酸乙醇水溶液(5 g $FeCl_3$+100 mL HCl+100 mL 酒精+100 mL H_2O)侵蚀，采用 MTS Nano Indenter XP 纳米力学探针对试样中铁素体进行 5 次纳米压入实验，取平均值，压入深度为 500 nm。采用 MTS ZBS-450 型冲击试验机进行 Charpy 冲击功测试，冲击试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm，利用 SUPRA 55 型 SEM 观察冲击断口形貌。

2 实验结果

2.1 组织形貌

图 1 是 Z3CN20-09M 双相不锈钢铸态和热锻+固溶态试样微观组织的 SEM-BSE 像。从 BSE 像可以看出，铸态组织由铁素体和奥氏体组成(图1a)，经热锻+固溶后铁素体的形态并未发生明显变化，铁素体仍以岛状分布在奥氏体基体中，原始铸态铁素体含量约为 11.7%，经热锻+固溶处理后铁素体含量略有降低，约为 11.1% (图1b)。

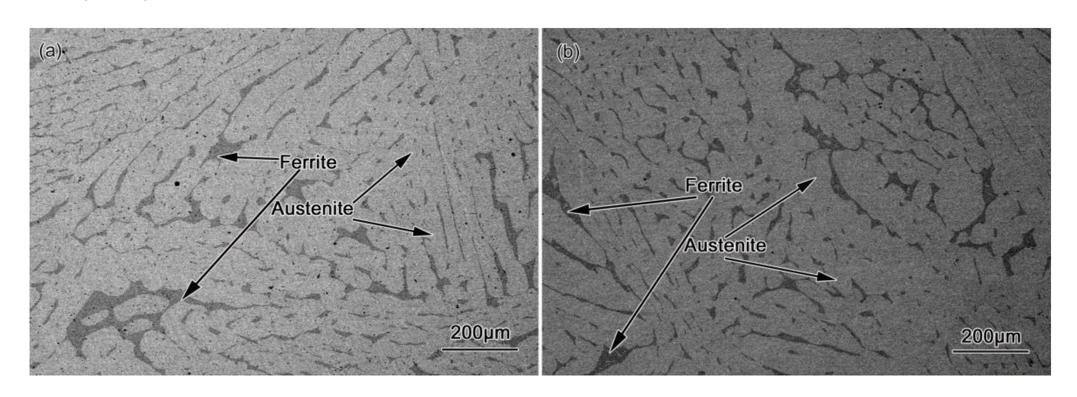


图 1 Z3CN20-09M双相不锈钢铸态和热锻+固溶态的SEM-BSE像

Fig.1 SEM-BSE images of Z3CN20-09M duplex stainless steel before (a) and after 20% hot forged reduction+solution treatment at 1050 ℃ for 1 h (b)

图 2 为 Z3CN20-09M 双相不锈钢铸态和热变形态试样的 EBSD 像。可见，铸态组织为晶粒内分布着岛状的铁素体的粗大奥氏体，铁素体具有相同的晶体学取向，且其尺寸远远小于奥氏体晶粒尺寸(图 2a)。经热锻后，奥氏体由粗大的柱状晶变成了细小的等轴晶粒，铁素体的晶粒尺寸和奥氏体的晶粒尺寸属同一数量级(图 2b)。此外，原先一个奥氏体晶粒通过变形被破碎为取向不同的细小晶粒，而奥氏体总体晶粒尺寸也由原来的 300 μm 左右变为 30 μm，奥氏体中也出现了大量小角度晶界(白色)，其比例大约为 20%。

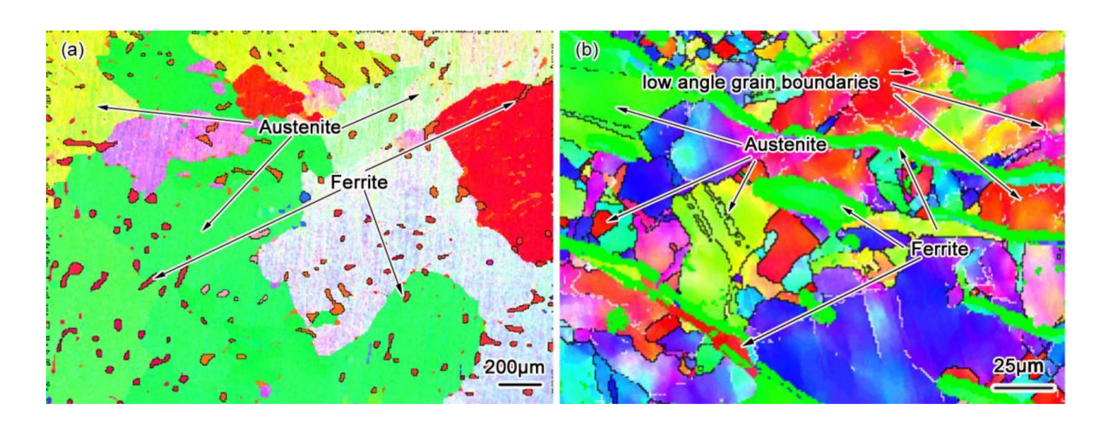


图 2 Z3CN20-09M 双相不锈钢铸态及热锻未固溶态的 EBSD 像

Fig.2 EBSD images of Z3CN20-09M duplex stainless steel before (a) and after 20% hot forged redution (b)

图 3 为铸态 Z3CN20-09M 双相不锈钢热锻后经 1050 ℃保温 1 h 的 EBSD 像。可见小角度晶界和畸变晶粒消失，奥氏体晶界平直化和奥氏体晶粒尺寸均匀化，说明材料在固溶处理过程中发生了静态再结晶。经热锻后，铁素体在奥氏体内的分布也发生了变化，由原来铸态分布在晶内变为锻态分布在晶界上。图 3c 为晶界分布图，绿色为铁素体，黑色为大角度随机晶界，其余为特殊晶界(coincident site lattice boundary，简称 CSL 晶界)，特殊晶界所占比例约为 80%，一小部分特殊晶界是热锻过程中形成，其余大部分为固溶处理中形成的。对于 CSL 晶界的研究主要集中于奥氏体钢，如 316 L、304[15,16]，对双相不锈钢中奥氏体特殊晶界的讨论特别少。CSL 晶界是 fcc 金属在变形+退火过程形成的[17]，Z3CN20-09M 双相不锈钢中奥氏体在 1000~1200 ℃热锻过程中发生了变形，随后在 1050 ℃ 固溶处理时形成了大量 CSL 晶界。文献[18,19]报道，CSL 晶界的增加有利于材料的晶间腐蚀性能，其原因是特殊晶界能破坏大角度随机晶界的连接性，铸态 Z3CN20-09M 双相不锈钢经热锻固溶后，其奥氏体晶粒晶粒尺寸得到大量细化，晶界的长度增加，由于晶界能量较高，原子处于不稳定状态，以及晶界富集杂质原子的缘故，与晶内相比，晶界的腐蚀速度一般较快[20]；而大量 CSL 晶界能提高其耐腐蚀性能，双相不锈钢经热加工后腐蚀性能的变化还待进一步研究。

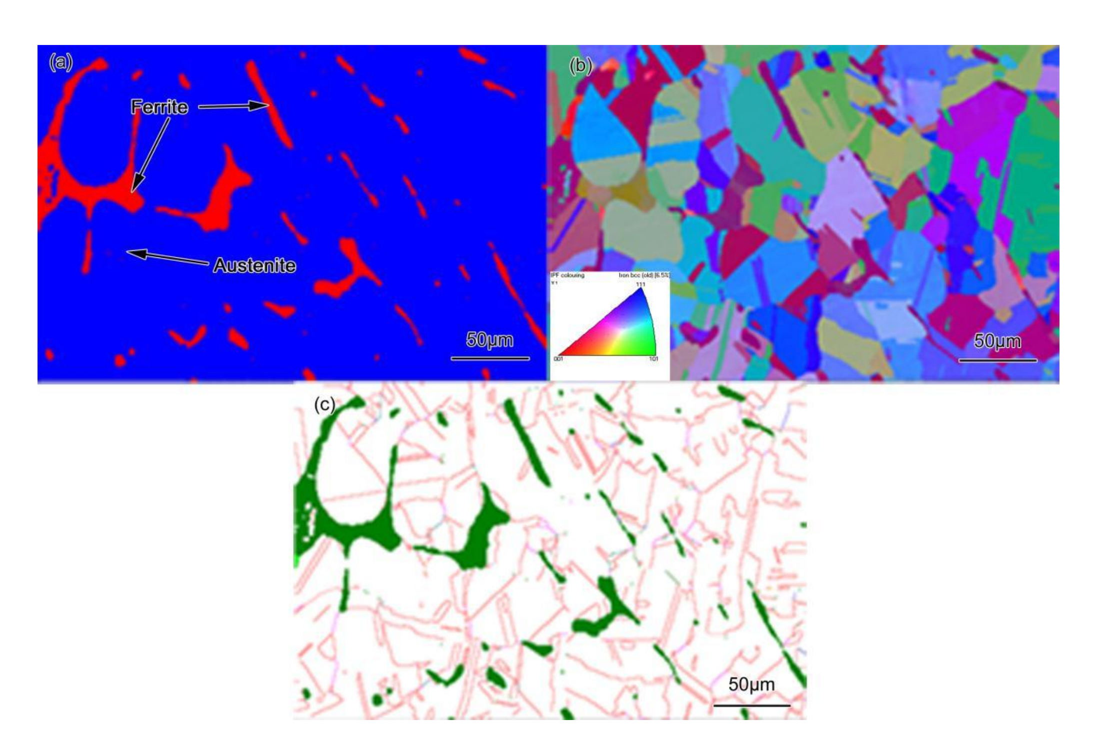


图 3 Z3CN20-09M 双相不锈钢经热锻+固溶处理后的 EBSD 像

Fig.3 EBSD images of Z3CN20-09M duplex stainless steel after 20% hot forged reduction+solution treatment at 1050 ℃ for 1 h

(a) phase distribution map (b) inverse pole figure (c) image of grain boundary character distribution

2.2 力学性能

Z3CN20-09M 双相不锈钢纳米硬度随热老化时间延长变化趋势如图4 所示。由图可见，铸态及锻态Z3CN20-09M 双相不锈钢中铁素体纳米硬度都随热老化时间延长而升高，经3000 h 热老化后，铁素体纳米硬度由未热老化的3.6 GPa左右上升为6.5 GPa左右，而奥氏体纳米硬度变化则不明显。另外，Z3CN20-09M双相不锈钢铁素体的载荷-位移曲线如图5所示。从图5可以看出，随热老化时间延长，保持同一个纳米压入深度500 nm，铁素体的载荷-位移曲线往左上方移动，未热老化铸态和锻态Z3CN20-09M 双相不锈钢中铁素体的最大压入载荷分别为23和24 mN，而经3000 h热老化后，其最大压入载荷分别为40和39 mN。上述现象表明：铁素体随热老化时间延长，塑性变形能力越来越差，且铸态和锻态Z3CN20-09M双相不锈钢在热老化过程中铁素体微区力学性能变化趋势一致。

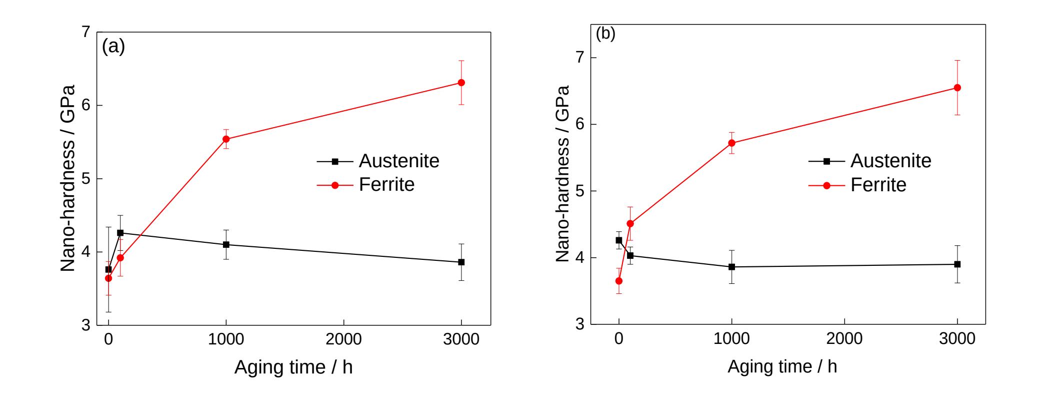


图 4 Z3CN20-09M 双相不锈钢铁素体和奥氏体纳米硬度随热老化时间变化趋势

Fig.4 Change of nano-hardness with aging time for austenite and ferrite in Z3CN20-09M duplex stainless steel before (a) and after 20% hot forged reduction+solution treatment at 1050 ℃ for 1 h (b)

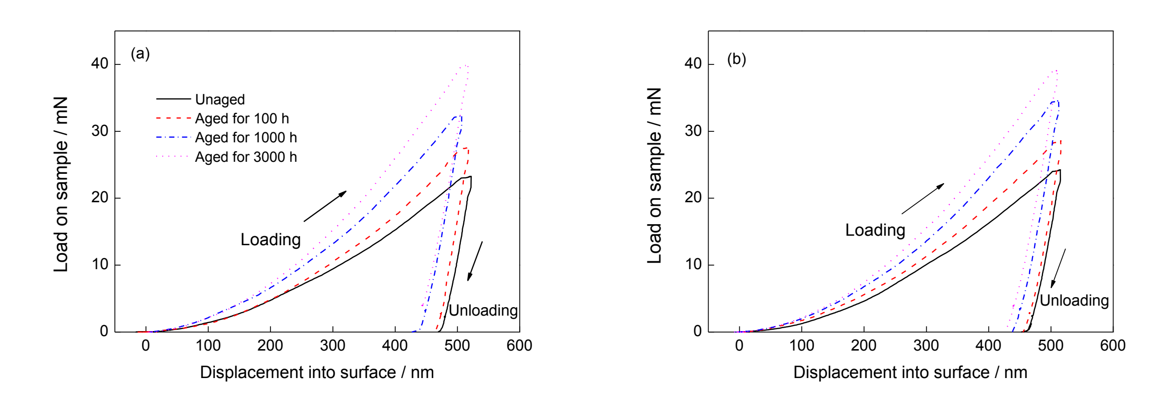


图 5 Z3CN20-09M 双相不锈钢铁素体压入载荷位移曲线

Fig.5 Load-Displacement Curves of ferrite in Z3CN20-09M duplex stainless steel before (a) and after 20% hot forged reduction+solution treatment at 1050 ℃ for 1 h (b) at different aging time

铸态和锻态 Z3CN20-09M 双相不锈钢 的 Charpy 冲击功随热老化时间延长的变化趋势如图6所示。铸态材料经热加工后冲击功由原来的327 J变为365 J，热老化100 h前的材料在量程为450 J的冲击试验机均未冲断，这是因为铁素体未经热老化时，铁素体和奥氏体的变形能力相当，奥氏体晶粒的细化导致未热老化材料冲击韧性的提高。铸态和锻态材料随着热老化时间的延长，冲击功均呈现下降趋势。热老化1000和3000 h材料的冲击断口形貌如图7所示。可见，热老化1000 h，铸态和锻态材料都呈现微孔聚集型断裂，断口呈现韧窝花样(图7a和b)。而热老化3000 h时，铸态和锻态材料冲击断口均发生韧窝/解理混合型断裂，锻态材料的冲击断口韧窝花样较多，铁素体解理特征较少，而铸态材料冲击断口铁素体解理特征较多，奥氏体撕裂特征较少(图7c和d)，这与材料经热老化3000 h后的冲击功结果一致。

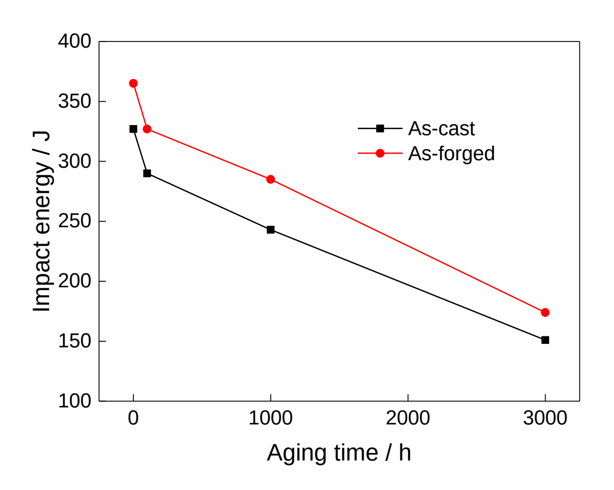


图 6 铸态和锻态 Z3CN20-09M 双相不锈钢 Charpy 冲击功随热老化时间的变化趋势

Fig.6 Change of Charpy-impact energy with aging time for Z3CN20-09M duplex stainless steel before and after 20% hot forged reduction+solution treatment at 1050 ℃ for 1 h

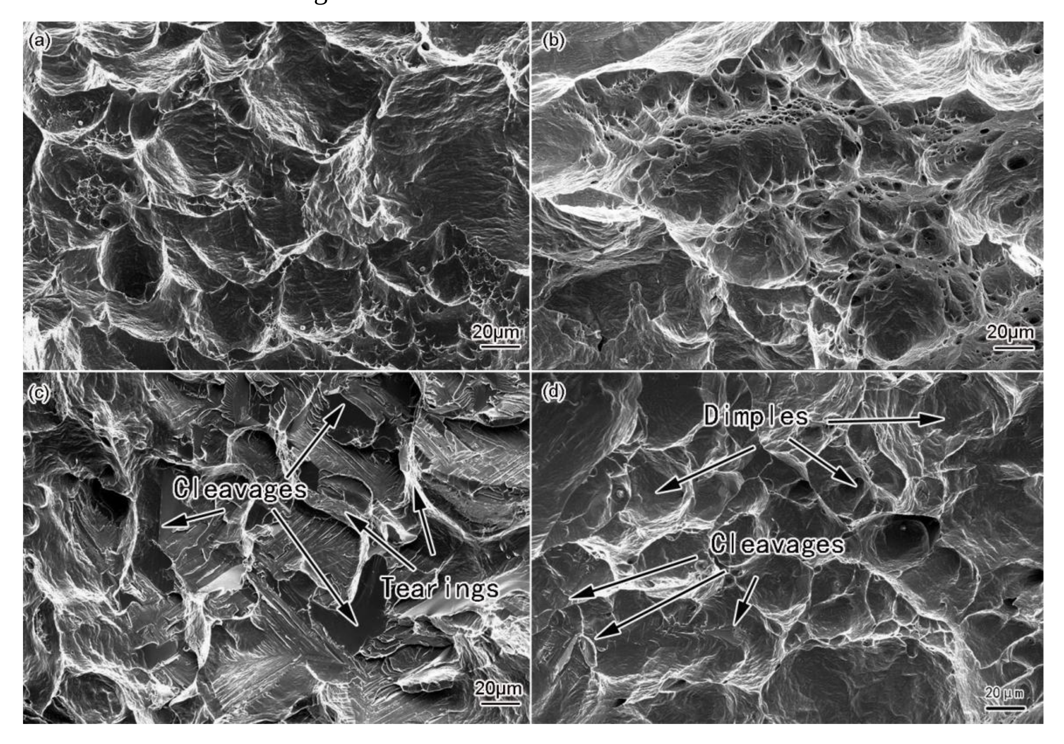


图 7 铸态和锻态 Z3CN20-09M 双相不锈钢热老化 1000 和 3000 h冲击断口表面形貌

Fig.7 Fracture surface morphologies of Z3CN20-09M duplex stainless steel before (a, c) and after 20% hot forged reduction+solution treatment at 1050 ℃ for 1 h (b, d) aged for 1000 h (a, b) and 3000 h (c, d)

3 分析讨论

铁素体的含量会对热老化性能产生影响[21,22]，此外，铁素体的形态和分布均会对热老化性能产生影响[23]，铁素体在热老化脆化后，会成为裂纹快速扩展的通道，细长的铁素体会成为材料脆化的通道。如图2

所示，铸态和锻态材料中铁素体形态并未发生明显变化。Timofeev等[24]报道双相不锈钢冲击功的下降与铁素体的硬度增加呈线性关系。从本实验纳米压痕的结果可以看出，铸态和锻态两种材料热老化前后铁素体微区力学性能基本保持一致。因此，铁素体的含量、硬度、形态对铸态及锻态材料热老化材料的冲击断裂行为的影响相同。

采用小变形量对双相不锈钢Z3CN20-09M进行热锻时，由于铁素体含量较低，因此奥氏体承担了绝大部分变形，奥氏体晶粒也由原来粗大的柱状晶发生再结晶变成了细小的等轴晶，由于固溶时间较短，所以铁素体很难溶于奥氏体中。铸态材料在变形时，铁素体位于奥氏体晶内，在奥氏体晶粒变形的同时，铁素体晶粒也会跟着转动，导致铁素体的晶粒取向发生了变化。

图 8 为铸态Z3CN20-09M双相不锈钢铁素体的EBSD像。可见，铸态Z3CN20-09M双相不锈钢中一个奥氏体晶粒或区域内铁素体的晶粒取向相同。图9为铸态Z3CN20-09M双相不锈钢的冲击断裂示意图。可见，主裂纹会优先沿着铁素体扩展，断口处发生解理断裂的铁素体含量高于材料中铁素体的平均含量，在主裂纹到达铁素体之前，铁素体已经沿着(001)发生解理断裂[25~27]，图10断口表面黄色区域内的解理小平面就是由晶粒取向相同的铁素体断裂形成的。由于奥氏体在热老化过程中硬度变化不大，变形能力很强，位于铁素体之间的奥氏体会在很大的剪切作用下被撕裂。

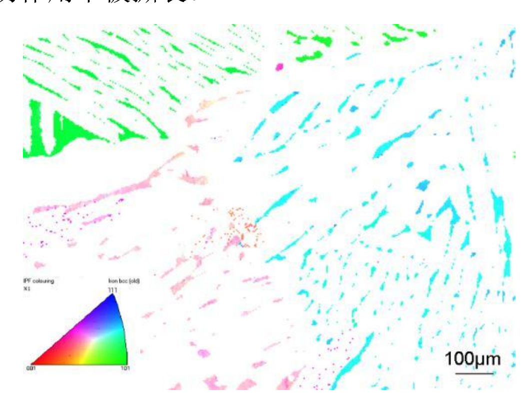


图 8 铸态 Z3CN20-09M 双相不锈钢铁素体的EBSD像

Fig.8 EBSD images of of ferrite in cast Z3CN20-09M duplex stainless steel

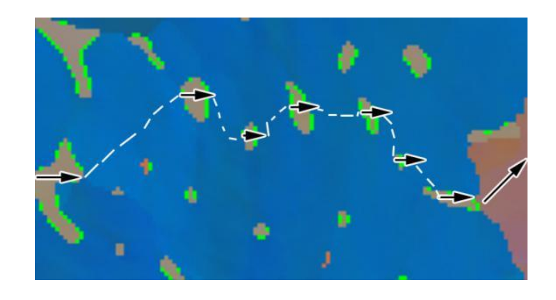


图 9 热老化铸态Z3CN20-09M双相不锈钢冲击断裂过程示意图

Fig.9 Illustration of the impact fracture process of cast Z3CN20-09M duplex stainless steel after thermal aging (Arrows mark ferrite cleavage along (001) plane, and white dotted lines mark tearing in austenite)

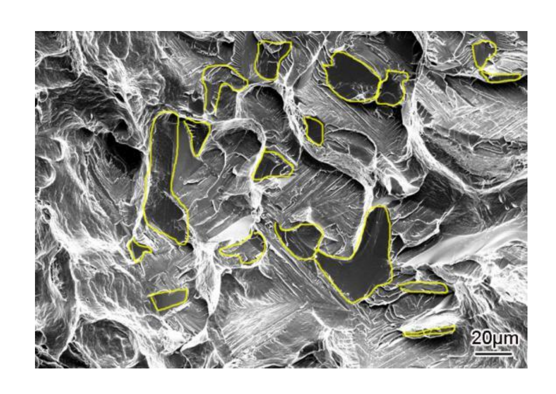


图10 Z3CN20-09M双相不锈钢中取向相同的铁素体在断裂时形成的解理小平面(黄色区域)

Fig.10 Cleavage facets formed by fracturing of ferrites with the same orientation (as circled by yollow lines) in Z3CN20-09M duplex stainless steel

图11为锻态Z3CN20-09M双相不锈钢铁素体的EBSD像。可见，铸态Z3CN20-09M双相不锈钢经热锻后，铁素体的晶粒取向发生了明显的变化，大部分相邻铁素体的晶粒取向都不相同。图12为锻态Z3CN20-09M双相不锈钢的冲击断裂示意图。与铸态材料冲击断裂类似，在主裂纹未到达铁素体之前，铁素体已经沿(001)发生解理断裂。可见，主裂纹如果沿着某一晶粒取向的铁素体扩展，就会绕过其相邻不同晶粒取向的铁素体，这就解释了锻态材料冲击断口铁素体解理特征远小于铸态材料的原因。锻态材料在冲击断裂过程中，主裂纹所穿过解理断裂的铁素体较少，奥氏体应力集中较小，所以奥氏体呈现微孔聚集型断裂。

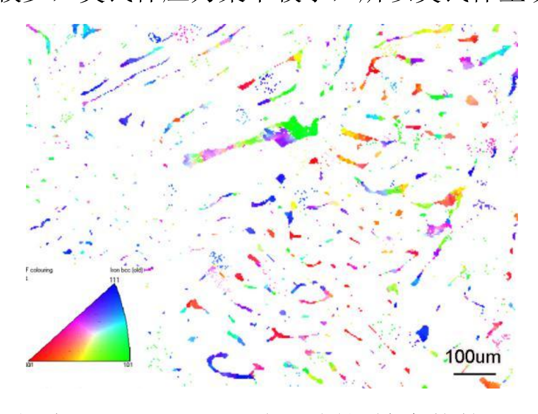


图 11 锻态Z3CN20-09M双相不锈钢铁素体的 EBSD 像

Fig.11 EBSD image of of ferrite in Z3CN20-09M duplex stainless steel after 20% hot forged reduction+solution treatment at 1050 ℃ for 1 h

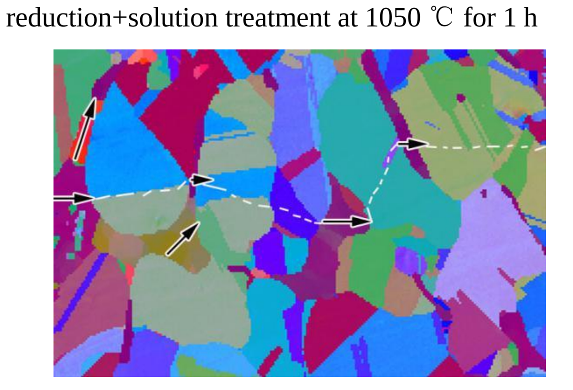


图 12 热老化锻态Z3CN20-09M双相不锈钢冲击断裂过程示意图

Fig.12 Illustration of the impact fracture process of thermal aged Z3CN20-09M duplex stainless steel after 20% hot forged reduction+solution treatment at 1050 ℃ for 1 h (Arrows mark ferrite cleavage along (001) plane, and white dotted lines mark microvoid coalescence in austenite)

4 结论

（1）Z3CN20-09M双相不锈钢经热锻固溶1 h处理后，铁素体的含量和形态并未发生明显变化，但铁素体晶粒取向发生了显著的变化；奥氏体发生了再结晶并形成了大量CSL晶界。

（2）锻态材料和铸态材料铁素体的纳米硬度和最大压入载荷随热老化时间的延长而升高，铁素体变形能力下降，且锻态和铸态材料铁素体的纳米硬度变化趋势一致；而奥氏体纳米硬度变化不大。

（3）Z3CN20-09M 双相不锈钢经热加工后，未热老化和热老化3000 h的冲击性能均高于铸态材料；热老化前期，铸态材料和锻态材料均呈现微孔聚集型断裂，热老化3000 h后，断裂机理为铁素体发生解理断裂，奥氏体撕裂或以微孔聚集型断裂；主裂纹如果沿着某一晶粒取向的铁素体扩展，就会绕过相邻不同晶粒取向的铁素体，导致锻态材料断口解理特征少于铸态材料。

参考文献

[1] Wu J. Duplex Stainless Steel [M]. Beijing: Metallurgy Industry Press, 1991: 1
(吴 玖. 双相不锈钢. 北京：冶金工业出版社, 1991: 1)

[2] Chung H M. Aging and life prediction of cast duplex stainless steel components [J]. Int. J. Pressure Vessels Piping, 1992, 50: 179

[3] Hausild P, Berdin C, Bompard P, et al. Ductile fracture of duplex stainless steel with casting defects [J]. Int. J. Pressure Vessels Piping, 2001, 78: 67

[4] Guha P, Clark C A. Improvements in corrosion resistance, mechanical properties, and weldability of duplex austenitic/ferritic steels [J]. Mater. Corros., 1983: 355

[5] Tucker J D, Miller M K,Young G A. Assessment of thermal embrittlement in duplex stainless steels 2003 and 2205 for nuclear power applications [J]. Acta Mater., 2015, 12: 15

[6] Weng K L, Chen H R, Yang J R. The low-temperature aging embrittlement in a 2205 duplex stainless steels [J]. Mater. Sci. Eng., 2004, A379: 119

[7] Yao Y H, Wei J F, Wang Z P, et al. Effect of long-term thermal aging on the mechanical properties of cast duplex stainless steels [J]. Mater. Sci. Eng., 2012, A551: 116

[8] Sahu J K, Krupp U, Ghosh R N, et al. Influence of dislocation glide on the spinodal decomposition of fatigued duplex stainless steels [J]. Mater. Sci. Eng., 2009, A508: 1

[9] Li S L, Wang Y L, Li S X, et al. Microstructures and mechanical properties of cast austenite stainless steels

after long-term thermal aging at low temperature [J]. Mater. Des., 2013, 02: 886

[10] Miller M K, Hyde J M, Cerezo A, et al. Comparison of low temperature decomposition in Fe-Cr and duplex stainless steels [J]. Appl. Surf. Sci., 1995, 87: 323

[11] Sahu J K, Krupp U, Ghosh R N, et al. Effect of 475 ℃embrittlement on the mechanical properties of duplex stainless steel [J]. Mater. Sci. Eng., 2009, A508: 1

[12] Kawaguchi S, Sakamoto N, Takano G, et al, Microstructural changes and fracture behavior of CF8M duplex stainless steels after long-term aging [J]. Nucl. Eng. Des., 1997, 174: 273

[13] Li S L. Thermal aging of Z3CN20-09M steels in the primary circuit piping of nuclear power plants [D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2013

(李时磊. 核电站一回路管道 Z3CN20-09M 不锈钢的热老化研究 [D]. 北京: 北京科技大学, 2013)

[14] Li S L,Wang Y L, Zhang H L, et al. Mircrostrcuture evolution and impact fracture bahaviors of Z3CN20-09M stainless steels after long-term thermal aging [J]. J. Nucl. Mater., 2013, 09: 41

[15] Kokawa H, Shimada M, Michiuchi M, et al. Arrest of weld-decay in 304 austenitic stainless steel by twin-induced grain boundary engineering [J]. Acta Mater., 2007, 55: 5401

[16] West E A, Was G S. IGSCC of grain boundary engineered 316L and 690 in supercritical water [J]. J. Nucl. Mater., 2009, 392: 364

[17] Shi F, Li X W, H Y T, et al. Optimization of grain boundary character distribution in Fe-18Cr-18Mn-0.63N high-nitrogen austenitic stainless steel [J]. Acta Metall. Sin. (Engl. Lett.), 2013, 26: 497

[18] Shimada M, Kokawa H, Wang Z J, et al. Optimization of grain boundary character distribution for intergranular corrosion resistant 304 stainless steel by twin-induced grain boundary engineering [J]. Acta Mater., 2002, 50: 2331

[19] Tsurekawa S ,Nakamichi S, Watanabe T. Correlation of grain boundary connectivity with grain boundary character distribution in austenitic stainless steel [J]. Acta Mater., 2006, 54: 3617

[20] Hu G X, Cai X, Rong Y H. Fundamentals of Materials Science [M]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010: 3

(胡耿祥, 蔡 珣, 戎咏华. 材料科学基础 [M]. 上海: 上海交通大学出版社, 2010: 3)

[21] Li S L, Wang Y L, Wang X T, et al. Effects of ferrite content on the mechanical properties of thermal aged duplex stainless steels [J]. Mater. Sci. Eng., 2015, A625: 186

[22] Timofeev B T, Nikolaev Y K. About the prediction and assessment of thermal embrittlement of Cr-Ni austenitic-ferritic weld metal and castings at the ageing temperatures 260-425 ℃ [J]. Int. J. Pressure Vessels Piping, 1999, 76: 849

[23] Li S L,Wang Y L, Zhang H L, et al. Effects of prior solution treatment on thermal aging behavior of duplex stainless steels [J]. J. Nucl. Mater., 2013, 441: 337

[24] Pettersson N, Wessman S, Thuvander M. Nanostructure evolution and mechanical property changes during aging of a super duplex stainless steel at 300 ℃ [J]. Mater. Sci. Eng., 2016, A647: 241

[25] Li S L, Wang Y L, Li S X, et al. Effect of long term aging on the microstructure and mechanical properties of cast autenitic stainless steels [J]. Acta Metall. Sin., 2010, 46: 1186

(李时磊, 王艳丽, 李树肖等. 长期热老化对铸造奥氏体不锈钢组织和性能的影响 [J]. 金属学报, 2010, 46: 1186)

[26] Zheng K, Wang Y L, Li S L, et al. The microstructure and tensile fracture behavior of long term thermal aged Z3CN20-09M stainless steel [J]. Acta Metall. Sin., 2013, 49: 175

(郑 凯, 王艳丽, 李时磊等. 长期热老化后Z3CN20-09M不锈钢的微观组织与拉伸断裂行为 [J]. 金属学报, 2013, 49: 175)

[27] Ghosh A, Kunda S, Chakrabarti D. Effect of crystallographic texture on the cleavage fracture mechanism and effective grain size of ferritic steel [J]. Scr. Mater., 2014, 81: 8